

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 58217628
PUBLICATION DATE : 17-12-83

APPLICATION DATE : 10-06-82
APPLICATION NUMBER : 57099613

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : OTANI YASUO;

INT.CL. : C21D 8/02 // C22C 38/12 C22C 38/58

TITLE : PREPARATION OF HIGH TOUGHNESS AND HIGH TENSILE STEEL PLATE BY
NIOBIUM-BORON TREATMENT

ABSTRACT : PURPOSE: To simply prepare a high toughness and high tensile steel plate having a two-phase mixed structure consisting of ferrite and martensite, by rolling low N steel having a specific composition to which Nb and B are added as compositional component elements in a specific amount.

CONSTITUTION: Steel containing, on the basis of a wt., 0.005~0.05% C, 0.50% or less Si, 1.2~3.0% Mn, 0.008% or less S, 0.01~0.18% Nb, 0.0002~0.0020% B, 0.005% or less N and 0.01~0.06% sol. Al and, according to necessity, further containing one kind or more of 0.05~0.50% Cu, Cr and Mo, one kind or more of 0.1~1.0% Ni and Co, one kind or more of 0.01~0.15% V and Zr and one kind or more of 0.0005~0.020% La, Ca and Ce alone or in combination and comprising the remainder Fe and inevitable impurities is heated to 900~1,180°C and subsequently rolled in such a condition that a temp. range is at least 900°C or less, a draft is 50% or more and rolling is finished at 800~600°C to obtain a high toughness and high tensile steel plate economically.

COPYRIGHT: (C)1983,JPO&Japio

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭58—217628

⑪ Int. Cl.³ 識別記号 庁内整理番号
C 21 D 8/02 7047—4K
// C 22 C 38/12 C B B 7147—4K
38/58 C B B

⑬ 公開 昭和58年(1983)12月17日

発明の数 1
審査請求 未請求

(全 9 頁)

⑭ Nb-B処理による強靱高張力鋼板の製造法

住友金属工業株式会社中央技術
研究所内

⑮ 特 願 昭57—99613

⑯ 発 明 者 大谷泰夫

⑰ 出 願 昭57(1982)6月10日

住友金属工業株式会社中央技術

⑱ 発 明 者 橋本保

研究所内

住友金属工業株式会社中央技術

⑲ 出 願 人 住友金属工業株式会社

研究所内

大阪市東区北浜5丁目15番地

⑳ 発 明 者 藤城泰文

㉑ 代 理 人 弁理士 富田和夫 外1名

住友金属工業株式会社中央技術

明 細 書

1. 発明の名称

Nb-B処理による強靱高張力鋼板の
製造法

2. 特許請求の範囲

C: 0.005~0.05%, Si: 0.50%以下, Mn:
1.2~3.0%, S: 0.008%以下, Nb: 0.01
~0.18%, B: 0.0002~0.0020%, N:
0.005%以下, sol. Al: 0.01~0.06%,
を含有するとともに、必要に応じて、さらに、
Cu, Cr, およびMoの1種以上: 0.05~0.50
%,
Ni, およびCoの1種以上: 0.1~1.0%,
V, およびZrの1種以上: 0.01~0.15%,
La, Ce, およびCaの1種以上: 0.0005~
0.020%,
を単独または複合して含有し、

Feおよび不可避不純物: 残り、

(以上重量%)からなる鋼を、900~1180
℃に加熱し、ついで少なくとも900℃以下の温
度域にて50%以上の圧下率で圧延を行なうとと
もに、800~600℃にて圧延を終了すること
を特徴とする、フェライトとマルテンサイトの二
相混合組織を有する強靱高張力鋼板の製造法。

3. 発明の詳細な説明

この発明は、特定量のNbおよびBを組成成分元
素として添加した鋼を所定条件にて圧延すること
によつて、フェライトとマルテンサイトの二相混
合組織を有する強靱高張力鋼板を製造する方法に
関するものである。

近年、エネルギー需要の増大とともにアラスカ
等の極寒地域、あるいは海底等、苛酷な環境にお
けるガス田や油田が数多く開発されており、これ
らから供給される天然ガスや原油はほとんどライ
ンパイプによつて必要とされる場所にまで輸送さ
れるようになってきている。

このため、ラインパイプの需要も急増してきている上に、大径でかつ耐圧性に優れたものを採用して輸送効率の向上を図る傾向が強まってきたため、これに応えるべく、より厚肉で、強度、靱性、並びに溶接性により優れたラインパイプ材の開発が急務となつてきているのが現状である。

すなわち、海底ラインパイプや寒冷地ラインパイプでは、厚肉高強度化の必要が叫ばれており、また厳しい建設環境のために溶接性に優れていることが必須の要件とされているのである。

ところが、従来、ラインパイプ用に供せられていた圧延のままの鋼板では、その組成成分等の如何に工夫しても上記要望を満たすようなものを得ることができず、最近では、圧延の条件、冷却条件、および鋼材成分組成の3者に工夫を凝らして組合せることが、前述のような寒冷地ラインパイプ、あるいは構造用部材として好適な鋼材を得る近道であるとの認識に立つた研究が盛んに行なわれるようになってきた。

このような観点に立つて上記特性を備えた非調

素を極力低くするとともに、Nb-Ti-Bの焼入性向上効果を活用して微細なベイナイト-相組織を得て、非調質のままに溶接性の優れた高張力鋼材とするものである。しかし、この鋼種は、Ti-B-Nの微妙なバランスのもとに成り立つ焼入性向上効果を活用したものであることから、TiとNの含有量比に厳しい制限をつけるのが普通であり、例えば $0.01 \leq \text{Ti} \text{ 重量 \%} - 3.4 \text{ N 重量 \%} \leq 0.02$ 、あるいは $0 \leq \text{Ti} - 3.4 \text{ N 重量 \%} \leq 0.01$ といった制約が必要となる。これは、数万吨のオーダで大量生産するラインパイプ用鋼等においては、製鋼技術管理の面からみても無視し得ない制約となるものである。

ところで、金属組織学的には、アシキュラーフェライト、ベイナイト、マルテンサイトの各組織はつぎのように区分されている。すなわち、アシキュラーフェライトとはポリゴナル(粒状)フェライトよりも低い温度で生成した針状の細粒フェライト組織であり、ベイナイト組織はそれよりも低い温度で生成した高転位密度の針状フェライト

質高張力鋼を製造する方法の1つとして、制御圧延法が知られている。しかしながら、制御圧延法によつても、特に溶接性を考慮して鋼板を製造すると、現在一般的に使用されているフェライトとパーライト組織鋼では、引張強さが 60 kg/mm^2 までの強度を備えしめるのが限度であつた。

そこで、これに代わる鋼材高強度化の手法として、アシキュラーフェライト鋼、あるいはベイナイト鋼等にみられる低温変態組織の活用が検討されてきている。

アシキュラーフェライト鋼は、高Mn-Mo-Nb系を主成分とした鋼であり、優れた強靱性を示しはするものの、高価な合金元素であるMoを多量に含有する必要があるところから、日本国内においては実用化に至っていないのが実情である。

他方、ベイナイト鋼は、アシキュラーフェライトよりも更に低い温度で生成するベイナイト組織を活用した鋼種であり、近年、例えば特公昭57-4688号公報、あるいは特開昭55-100924号公報に記載されている例にみられるごとく、炭

地にセメントタイトの分散析出した金属組織を指すのが一般的である。一方、マルテンサイト組織とは、ベイナイトよりも更に低い温度で、通常は焼入れによつて生成する組織であるが、低炭素鋼の場合には焼入れによつてラスマルテンサイトが生成し、これら3者の中では最も高い硬さと強度を示すものである。しかしながら、上述のようなベイナイトまたはマルテンサイトの完全一相組織鋼を制御圧延鋼で得るのは、圧延後空冷または簡単な水冷では困難であり、通常、フェライト相とベイナイトまたはマルテンサイトとの混合組織になりやすいものである。したがつて、制御圧延鋼にてベイナイトまたはマルテンサイトの高強度特性を活用するには、金属組織中の大半を占めるフェライト粒を細粒化しなければならないのは当然のこととして、高強度化を持たらす第二相に更に何を期待するかが重要となつてくるのである。すなわち、ベイナイト鋼とするかマルテンサイト鋼とするか、そして、良好な靱性を維持するために、これら第二相を如何に分配させるか、が大きなボ

イントとなるのである。

本発明者等は、上述のような観点から、製造作業性が良好で、そして溶接性に好適である低い炭素量が確保でき、かつ強度がX-70~X-100級(AIP規格)、靱性がシャルピー破面遷移温度で-100℃以下程度を示すような強靱高張力鋼板を製造すべく、特にアシキュラーフェライト鋼よりも経済性に優れ、かつ低C-Ti-B系のベイナイト鋼よりも更に性能的に特徴があり、溶製自体も容易な極低C-Nb-B-低N鋼に着目し、この種の鋼種をもとにして、より簡単で経済的により高い靱性特性を付与せしめ得る方法を見出すべく種々研究を重ねた結果、以下(a)~(d)に示す如き知見を得るに至つたのである。すなわち、

(a) 焼入性を向上して強度と靱性を改良するために、従来のB処理鋼はBとともにTiを添加したり、あるいは高AlとしてBNの生成を防止していたが、同様の目的でBを添加する鋼のC含有量を低下してフェライトの生成を容易とすると同時に、添加されるBがBNを形成するのを抑制するため

- 7 -

したがって、この発明は上記知見に基いてなされたもので、

C: 0.005~0.05%, Si: 0.50%以下, Mn: 1.2~3.0%, S: 0.008%以下, Nb: 0.01~0.18%, B: 0.0002~0.0020%, N: 0.005%以下, sol. Al: 0.01~0.06%,

を含有するとともに、必要に応じて、さらに、

Cu, Cr, およびMoの1種以上: 0.05~0.50%,

Ni, およびCoの1種以上: 0.1~1.0%,

V, およびZrの1種以上: 0.01~0.15%,

La, Ce, およびCaの1種以上: 0.0005~0.020%,

を単独または複合して含有し、

Feおよび不可避不純物: 残り、

(以上重量%, なお、以下、組成成分の含有割合を表わすものは重量%とする)から鋼を、900~1180℃に加熱し、ついで少なくとも900℃以下の温度域にて50%以上の圧下率で圧延を行なうとともに、800~600℃にて圧延を終了

- 9 -

にN含有量を極力抑え、しかもNbを添加してNbCあるいはNbNの析出を図ることによつて微細フェライト生成の促進と、固溶Nbを固溶Bと重畳せしめてマルテンサイト生成の容易化を確保すれば、圧延条件と相まつて微細なフェライトとマルテンサイトの二相鋼を得ることができること、

(b) 上述のようなフェライトとマルテンサイトの二相鋼においては、微細なフェライトの優れた靱性と、微細なマルテンサイトを混入させることによる高強度化とによつて、靱性と強度が著しく高くなること、

(c) このようにして得られる強靱高張力鋼は、低N化とNb処理によるB処理鋼であり、従来のTi処理鋼に比べてその添加成分量比(特に、TiとNの含有量比)を微妙に調整する必要がなく、したがって鋼の製造が極めて容易であること、

(d) 上記鋼に、さらにCu, Cr, Mo, Ni, Co, V, Zr, La, Ce, およびCaの1種または2種以上の所定量を添加することによつて、鋼材の強度および靱性をより向上することができること。

- 8 -

することにより、フェライトとマルテンサイトの二相混合組織を有する優れた靱性と高い強度を有する高張力鋼板を得ることに特徴を有するものである。

つぎに、この発明の強靱高張力鋼板の製造法において、化学組成成分および圧延条件を上述のように限定した理由を説明する。

1) 化学組成成分量

① C

C成分には、鋼材の強度を確保する作用があるが、その含有量が0.005%未満では前記作用に所望の効果が得られず、他方、0.05%を越えて含有せしめると微細フェライトの生成が減少して所望の靱性を得ることができなくなる上、溶接性をも劣化するようになることから、その含有量を0.005~0.05%と定めた。

② Si

Si成分は脱酸の故に鋼に必然的に含有される元素であるとともに、Cと同様に鋼の強度を確保する作用を有するが、その含有量が0.50%を越え

- 10 -

ると鋼の靱性および溶接性に悪影響を及ぼすようになることから、その含有量を0.50%以下に制限した。

③ Mn

Mn成分には、焼入性を向上して鋼の強度および靱性を改善する作用があるが、その含有量が1.2%未満ではマルテンサイトの生成が困難となつて前記作用に所望の効果が得られず、他方3.0%を越えて含有させると逆に靱性が低下するとともに溶接性にも悪影響を与え、細粒フェライト生成も困難となることから、その含有量を1.2~3.0%と定めた。

④ S

S成分は、通常は不可避不純物として含有される程度のものであり、好ましい成分ではないが、特にその含有量が0.008%を越えた場合には横方向シャルピー吸収エネルギーの低下および耐硫化物応力腐食割れ性を劣化するようになることから、その含有量を0.008%以下と制限した。

⑤ Nb

効活用を図るには固溶Nbと固溶Bの共存が必要であり、この共存状態を確保するにはN分を0.005%以下、好ましくは0.003ppm以下に抑える必要がある。そして、N分を0.005%以下とすれば、1180℃以下の加熱において、0.0002%以上の固溶NbおよびBが存在し得ることとなつて、T1の助けを借りずに鋼材の焼入性を所望値に確保することができるのである。

⑥ so L Al

Al成分には、脱酸作用および細粒化作用があるうえ、Nbと同様にフリーのNを固定する働きがあるが、その含有量が0.01%未満では前記作用に所望の効果が得られず、他方0.06%を越えて含有せしめると非金属介在物の量が増加して鋼質を害するようになることから、その含有量を0.01~0.06%と定めた。

⑦ Cu, Cr, および Mo

これらの成分には、鋼の焼入性を向上してマルテンサイトの生成を助ける均等な作用があるので、より一層の強靱性が要求される場合に必要に応じ

Nb成分は鋼中においてNb(C, N)として析出し、細粒フェライトの生成を促進するとともに、フリーNの固定作用があり、さらにBとの共存において焼入性を向上し、強度および靱性を向上する作用があるが、その含有量が0.01%未満では前記作用に所望の効果が得ることができず、他方0.18%を越えて含有せしめると溶接金属部の靱性劣化を来すようになることから、その含有量を0.01~0.18%と定めた。

⑧ B

B成分には、鋼の焼入性を向上させて強度および靱性を確保する作用があるが、その含有量が0.0002%未満では焼入性が不十分で満足出来る強靱性を得ることができず、他方、0.0020%を越えて含有せしめると、溶接部並びに母材の靱性に悪影響を及ぼすようになることから、その含有量を0.0002~0.0020%と定めた。

⑨ N

N分の含有量はこの発明の大きなポイントとなるものであるが、Ti成分の添加なしでB成分の有

て含有されるが、その含有量がそれぞれ0.05%未満では所望の強靱性向上効果が得られず、他方それぞれ0.50%を越えて含有させると、細粒フェライトの生成を抑制されて靱性の低下を招くようになることから、その含有量を0.05~0.50%と定めた。

⑩ Ni, および Co

これらの成分には、鋼の靱性を更に改善する均等な作用があるので、より一層の靱性が要求される場合に必要に応じて含有されるが、その含有量がそれぞれ0.1%未満では所望の靱性向上効果が得られず、他方それぞれ1.0%を越えて含有させると、NiおよびCo元素自体が高価なために経済的不利を招くことから、その含有量を0.1~1.0%と定めた。

⑪ V, および Zr

これらの成分には、析出によつて鋼の強度を向上させる均等的作用があるので、より一層の強度が要求される場合に必要に応じて含有されるが、その含有量がそれぞれ0.01%未満では所望の強

度向上効果が得られず、他方それぞれ0.15%を越えて含有せしめると靱性劣化を来たすようになることから、その含有量をそれぞれ0.01~0.15%と定めた。

⑫ La, Ce, および Ca

これらの成分には、硫化物系非金属介在物の形態を制御することにより、シャルビー吸収エネルギーの向上および耐硫化物応力腐食割れ性を一段と向上させる均等的作用があるので、特により一層の高エネルギーや耐硫化物応力腐食割れ性が要求される場合に必要に応じて含有されるが、その含有量がそれぞれ0.0005%未満では所望の性能向上効果が得られず、他方それぞれ0.020%を越えて含有させると、耐硫化物応力腐食割れ性に劣化傾向が現われるようになることから、その含有量をそれぞれ0.0005~0.020%と定めた。

II) 圧延条件

① 加熱温度：900~1180℃

加熱温度が900℃未満ということは、鋼のオーステナイト化する温度(A_{c1} 点)に達していない

ということであり、所望の圧延組織を得ることができないのに対して、加熱温度が1180℃を越えると鋼材組織が粗粒化し、靱性や細粒フェライトの生成にも悪影響を及ぼすようになることから、加熱温度を900~1180℃と定めた。

② 圧下条件：900℃以下で50%以上

圧下時の温度が900℃を超えたり、その累積圧下率が50%未満である場合には、歪をもつた微細なオーステナイト粒を得ることができず、したがって細粒フェライトの生成を促進することができなくなることから、圧下条件を上記のように定めた。

③ 仕上温度

圧延仕上温度が800℃を越えると圧延組織の粗粒化が不十分であり、強度および靱性が所望の値を示す鋼材が得られず、他方その温度が600℃未満では二相域圧延の度合が大となる、すなわちフェライトの温間圧延となつて靱性並びに延性の低下を来たすようになることから、その温度を800~600℃と定めた。

ついで、この発明を実施例により比較例と対比しながら説明する。

実施例 1

この例では、鋼材の機械的性質に与えるN量の影響を比較したものである。

まず、第1表に示すような本発明方法を満足する化学成分組成を有する鋼1~4と、※印の点において本発明方法に用いる鋼の成分組成範囲を外れている比較鋼5~9のスラブ(厚さ：150mm)を常法によつて製造した。

つぎに、それぞれのスラブを1050℃に加熱保持後、粗圧延を行ない、ついで温度が900℃を下廻つた時点で57mmの厚みから67%の圧下率で圧延を施した。そして、700℃にて圧延を終了し、板厚：19mmの鋼板を得た。

このようにして得られた各鋼板について、強度および靱性を比較するために降伏強さ、引張強さ、シャルビー破面遷移温度(vTs)、-100℃における衝撃値(kg·m)、DWT落下試験値等の機械的性質を測定し、その結果を第1表に併せて示

鋼 種 類		化 学 成 分 (重 量 %)									機 械 的 性 質					備 考
											引 張 性 質		衝 撃 性 質			
											降伏強さ (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	vTs (℃)	vE-100 (kg·m)	DWTT・FATT (℃)	
		C	Si	Mn	Nb	B	BOC・Al	N	その他	Fe及び その他の 不純物						
本 発 明	1	0.02	0.27	1.65	0.05	0.0012	0.04	0.0017	-	残	42.3	62.3	-145	34.5	- 85	低 N - Nb - B 鋼
	2	0.02	0.23	1.63	0.04	0.0013	0.03	0.0024	-	残	42.7	62.9	-140	30.4	- 85	同 上
	3	0.03	0.24	1.65	0.05	0.0012	0.04	0.0031	-	残	41.7	60.4	-150	28.5	- 80	同 上
	4	0.02	0.24	1.60	0.04	0.0015	0.03	0.0048	-	残	40.1	57.3	-130	27.3	- 70	同 上
比 較 例	5	0.02	0.23	1.68	0.05	0.0013	0.04	0.0075 [※]	-	残	44.5	52.3	- 87	15.7	- 35	高 N - Nb - B 鋼
	6	0.02	0.21	1.59	0.04	0.0014	0.03	0.0108 [※]	-	残	44.9	50.4	- 74	17.2	- 30	同 上
	7	0.02	0.18	1.63	0.04	0.0013	0.04	0.0050 [※]	Ti : 0.025 [※]	残	42.6	61.7	-125	27.5	- 60	Ti - Nb - B 処理の効果
	8	0.02	0.24	1.58	- [※]	0.0015	0.04	0.0028	-	残	47.9	51.5	- 64	9.4	- 25	Nb の効果
	9	0.02	0.25	1.62	- [※]	0.0013	0.04	0.0035	Ti : 0.013 [※]	残	50.1	53.3	- 55	13.3	- 15	同 上

第 1 表

した。

第1表に示される結果からも明らかなように、鋼中のNが0.0050%以下であれば57kg/mm²以上の高い引張強さの鋼材を得ることができ、比較例たる鋼種7のTi-Nb-B処理鋼と同等性能が、低N-Nb処理によつて達成できる。また、比較鋼8および9はNb添加のないものであつて、この場合には高強度を得ることができず、Nb成分添加が必須であることはこの結果からも明らかである。

実施例 2

この例は、鋼板製造の際のその他の化学成分組成および加熱・圧延条件が機械的性質に及ぼす影響を比較したものである。

通常の方法により、それぞれ第2表に示される化学成分組成をもつた鋼を溶製し、通常の方法で鋳造し、得られたスラブを第3表に示した各温度に加熱保持した後、同じく第3表に示した各圧延条件にて圧延して、板厚：19mmの鋼板を得た。得られた鋼板について、それぞれ、その機械的性質を測定し、これらの結果も第3表に併せて示し

鋼 種 類	化 学 成 分 (重 量 %)											
	C	Si	Mn	P	S	Nb	B	sol. Al	N	そ の 他	Fe およびそ の他不純物	
本 発 明	1	0.02	0.23	1.63	0.018	0.002	0.041	0.0013	0.030	0.0024	-	残
	2	0.03	0.27	2.51	0.017	0.003	0.053	0.0012	0.041	0.0030	-	残
	3	0.03	0.42	1.82	0.019	0.002	0.160	0.0015	0.041	0.0028	-	残
	4	0.03	0.21	1.62	0.023	0.001	0.057	0.0020	0.050	0.0035	V:0.08	残
	5	0.02	0.21	1.54	0.025	0.005	0.022	0.0020	0.060	0.0018	Zr:0.04	残
	6	0.02	0.31	1.60	0.010	0.004	0.041	0.0016	0.032	0.0026	Cu:0.35	残
	7	0.03	0.29	1.63	0.019	0.003	0.052	0.0015	0.041	0.0028	Cr:0.18	残
	8	0.02	0.35	1.60	0.015	0.003	0.040	0.0011	0.035	0.0025	Mo:0.15	残
	9	0.03	0.13	1.31	0.021	0.002	0.030	0.0015	0.033	0.0028	Mo:0.20, Cr:0.15	残
	10	0.03	0.27	1.81	0.019	0.002	0.048	0.0009	0.042	0.0033	Ni:0.53	残
	11	0.03	0.25	1.56	0.015	0.001	0.051	0.0013	0.035	0.0040	Co:0.93	残
	12	0.02	0.20	1.65	0.018	0.001	0.046	0.0013	0.029	0.0039	La:0.008	残
	13	0.03	0.33	1.70	0.017	0.002	0.047	0.0015	0.041	0.0035	Ce:0.018	残
	14	0.01	0.40	1.83	0.020	0.001	0.050	0.0012	0.045	0.0042	Ca:0.0038	残
	15	0.02	0.23	1.84	0.009	0.001	0.048	0.0013	0.043	0.0029	Cu:0.31, Ca:0.0021	残
	16	0.01	0.35	1.55	0.019	0.002	0.046	0.0010	0.046	0.0038	Cu:0.25, Ni:0.45, V:0.08, Ca:0.0025	残

第 2 表 の 1

-20-

	鋼 種 類	化 学 成 分 (重 量 %)										
		C	Si	Mn	P	S	Nb	B	sol-Al	N	そ の 他	Feおよびそ の他不純物
比 較 例	17	0.004	0.31	1.62	0.018	0.004	0.041	0.0015	0.032	0.0040	-	残
	18	0.084	0.33	1.61	0.017	0.005	0.052	0.0012	0.041	0.0031	-	残
	19	0.021	0.52	1.58	0.017	0.006	0.040	0.0013	0.039	0.0035	-	残
	20	0.032	0.29	1.0	0.018	0.003	0.045	0.0015	0.045	0.0033	-	残
	21	0.042	0.31	4.1	0.013	0.002	0.043	0.0012	0.038	0.0028	-	残
	22	0.033	0.31	1.63	0.015	0.013	0.043	0.0015	0.040	0.0025	-	残
	23	0.026	0.28	1.70	0.019	0.006	0.007	0.0013	0.038	0.0035	-	残
	24	0.032	0.25	1.55	0.010	0.004	0.205	0.0010	0.035	0.0027	-	残
	25	0.025	0.35	1.57	0.014	0.003	0.055	0.0001	0.046	0.0030	-	残
	26	0.029	0.31	1.60	0.017	0.002	0.042	0.0030	0.046	0.0028	-	残
	27	0.035	0.27	1.59	0.015	0.004	0.055	0.0013	0.004	0.0033	-	残
	28	0.021	0.33	1.63	0.013	0.004	0.043	0.0015	0.012	0.0040	-	残
	29	0.035	0.30	1.60	0.012	0.003	0.049	0.0015	0.050	0.006	-	残

第 2 表 の 2

-21-

	試験 番号	使用した 鋼 種 類	加熱条件	圧 延 条 件			機 械 的 性 質			
			加熱温度 (℃)	900℃以下の 圧下率 (%)	仕上温度 (℃)	そ の 他	降伏強さ (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	vT ₀ (℃)	vE-100 (kg・m)
比較例	①	1	1250 [※]	67	700	-	36.9	56.7	-19	7.2
	②		850 [※]		-	36.8	54.2	-64	19.4	
本発明	③		1050		800 [※]	-	37.1	57.1	-110	27.3
	④				650	-	56.0	65.2	-115	23.4
比較例	⑤				550 [※]	-	65.3	73.4	-64	12.1
	⑥			1100	25 [※]	800	-	45.7	67.3	-13
本発明	⑦	2	1050	67	700	-	49.8	73.2	-165	33.3
	⑧	3	1150	75	750	-	48.9	71.0	-170	31.0
	⑨	4	1100	67	700	-	47.1	68.3	-132	26.5
	⑩	5	1050			-	41.7	64.2	-141	27.2
	⑪	6				-	50.1	64.9	-123	23.6
	⑫	7				-	47.3	66.1	-119	17.9
	⑬	8				-	59.4	72.4	-133	20.8
	⑭	9	900	50	600	-	63.8	70.9	-103	19.3
	⑮	10	1000	67	800	-	42.9	67.0	-164	28.3
	⑯	11	1050		700	-	43.5	59.7	-147	29.9

第 3 表 の 1

	試験番号	使用した鋼種類	加熱条件	圧延条件			機械的性質			
			加熱温度(℃)	900℃以下の圧下率(%)	仕上温度(℃)	その他	降伏強さ(kg/mm ²)	引張強さ(kg/mm ²)	vT ₀ (℃)	vE-100(kg・m)
本発明	⑰	12	1050	67	700	-	44.1	58.5	-163	39.5
	⑱	13				-	47.3	59.9	-168	37.5
	⑲	14				-	40.9	60.2	-165	36.4
	㉔	15	1100			650℃テンパー	62.7	66.0	-124	37.2
	㉑	16	-			47.5	65.3	-148	35.6	
比較例	㉒	17	1050			-	33.4	50.2	-93	14.3
	㉓	18				-	43.5	65.3	-95	12.1
	㉔	19				-	43.9	60.4	-91	17.2
	㉕	20				-	42.5	48.9	-67	0.5
	㉖	21				-	62.5	85.6	-95	13.3
	㉗	22				-	43.7	59.4	-125	7.2
	㉘	23				-	47.8	51.2	-79	0.2
	㉙	24				-	58.3	67.2	-113	20.5
	㉚	25				-	46.5	49.7	-70	0.2
	㉛	26				-	46.2	59.4	-64	0.8
	㉜	27				-	47.1	54.2	-59	0.2
	㉝	28				-	47.2	62.1	-95	13.2
	㉞	29				-	47.6	50.5	-83	2.1

第 3 表 の 2

た。

第3表に示される結果から、本発明方法③～④、および⑦～⑩によつて製造された鋼板は、いずれも57kg/mm以上の高い引張強さと、シャルビー破面遷移温度が-100℃以下と優れた低温靱性を兼ね備えたものであるのに対して、比較法①～⑥、および⑫～⑭にみられるように、成分組成および加熱・圧延条件のいずれかでもこの発明の範囲から外れると、前記特性のうち少なくともいずれかの特性が劣つたものになることが明らかである。

上述のように、この発明の方法によれば、高強度と、優れた靱性とを兼ね備えるとともに、溶接性も良好な鋼板を、簡単、低コストで製造することができ、この鋼を、上記特性が要求される苛酷な環境下で使用するラインパイプ等に適用した場合に、著しく優れた性能を発揮するのである。

出願人 住友金属工業株式会社
代理人 富田和夫（ほか1名）